

国際調査報告

(法8条、法施行規則第40、41条)
[PCT18条、PCT規則43、44]

出願人又は代理人 の書類記号 H741-PCT	今後の手続きについては、国際調査報告の送付通知様式(PCT/ISA/220)及び下記5を参照すること。	
国際出願番号 PCT/JPO0/04423	国際出願日 (日.月.年) 04.07.00	優先日 (日.月.年) 12.08.99
出願人(氏名又は名称) 新日本製鐵株式会社		

国際調査機関が作成したこの国際調査報告を法施行規則第41条(PCT18条)の規定に従い出願人に送付する。
この写しは国際事務局にも送付される。

この国際調査報告は、全部で 2 ページである。

☐ この調査報告に引用された先行技術文献の写しも添付されている。

1. 国際調査報告の基礎

a. 言語は、下記に示す場合を除くほか、この国際出願がされたものに基づき国際調査を行った。

☐ この国際調査機関に提出された国際出願の翻訳文に基づき国際調査を行った。

b. この国際出願は、ヌクレオチド又はアミノ酸配列を含んでおり、次の配列表に基づき国際調査を行った。

☐ この国際出願に含まれる書面による配列表

☐ この国際出願と共に提出されたフレキシブルディスクによる配列表

☐ 出願後に、この国際調査機関に提出された書面による配列表

☐ 出願後に、この国際調査機関に提出されたフレキシブルディスクによる配列表

☐ 出願後に提出した書面による配列表が出願時における国際出願の開示の範囲を超える事項を含まない旨の陳述書の提出があった。

☐ 書面による配列表に記載した配列とフレキシブルディスクによる配列表に記載した配列が同一である旨の陳述書の提出があった。

2. ☐ 請求の範囲の一部の調査ができない(第I欄参照)。

3. ☐ 発明の単一性が欠如している(第II欄参照)。

4. 発明の名称は ☒ 出願人が提出したものを承認する。

☐ 次に示すように国際調査機関が作成した。

5. 要約は ☒ 出願人が提出したものを承認する。

☐ 第III欄に示されているように、法施行規則第47条(PCT規則38.2(b))の規定により国際調査機関が作成した。出願人は、この国際調査報告の発送の日から1カ月以内にこの国際調査機関に意見を提出することができる。

6. 要約書とともに公表される図は、

第 _____ 図とする。 ☐ 出願人が示したとおりである。

☒ なし

☐ 出願人は図を示さなかった。

☐ 本図は発明の特徴を一層よく表している。

THIS PAGE BLANK (USPTO)

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ B23K 9/23, C22F 1/18, C22C 14/00

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ B23K 9/23, C22F 1/18, C22C 14/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1926-1996年

日本国公開実用新案公報 1971-2000年

日本国実用新案登録公報 1996-2000年

日本国登録実用新案公報 1994-2000年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	EP, 466606, A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd) 15. 01月. 1992 (15. 01. 92), 請求項1 & JP, 4-74855, A, 請求項1 & DE, 69113341, C	1-20
A	JP, 11-114684, A (日本鋼管株式会社) 27. 04月. 1999 (27. 04. 99), 請求項1, ファミリーなし	1-20
A	JP, 63-149077, A (株式会社神戸製鋼所) 21. 06月. 1988 (21. 06. 88), 請求項1, ファミリーなし	1-20

☐ C欄の続きにも文献が列举されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)

「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

26. 09. 00

国際調査報告の発送日

03.10.00

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

神崎 孝之

印

3P

9037

電話番号 03-3581-1101 内線 3364

THIS PAGE BLANK (USPTO)

09/807468

1/4

H741-PCT

特許協力条約に基づく国際出願願書

原本（出願用） - 印刷日時 2000年07月03日 (03. 07. 2000) 月曜日 15時53分40秒

0	受理官庁記入欄	
0-1	国際出願番号.	
0-2	国際出願日	
0-3	(受付印)	
0-4	様式-PCT/RO/101 この特許協力条約に基づく国際出願願書は、 右記によって作成された。	PCT-EASY Version 2.90 (updated 10. 05. 2000)
0-5	申立て 出願人は、この国際出願が特許協力条約に従って処理されることを請求する。	
0-6	出願人によって指定された受理官庁	日本国特許庁 (RO/JP)
0-7	出願人又は代理人の書類記号	H741-PCT
I	発明の名称	高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管およびその製造方法
II	出願人	出願人である (applicant only)
II-1	この欄に記載した者は	米国を除くすべての指定国 (all designated States except US)
II-2	右の指定国についての出願人である。	新日本製鐵株式会社
II-4ja	名称	NIPPON STEEL CORPORATION
II-4en	Name	100-8071 日本国
II-5ja	あて名:	東京都 千代田区大手町
II-5en	Address:	二丁目 6 番 3 号
II-6	国籍 (国名)	6-3, Otemachi 2-chome, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8071 Japan
II-7	住所 (国名)	日本国 JP

EL 594612820 US

THIS PAGE BLANK (USPTO)

特許協力条約に基づく国際出願願書

原本（出願用） - 印刷日時 2000年07月03日 (03. 07. 2000) 月曜日 15時53分40秒

III-1 III-1-1	その他の出願人又は発明者 この欄に記載した者は	出願人及び発明者である (applicant and inventor)
III-1-2	右の指定国についての出願人である。	米国のみ (US only)
III-1-4ja III-1-4en III-1-5ja	氏名(姓名) Name (LAST, First) あて名:	藤井 秀樹 FUJII, Hideki 293-0011 日本国 千葉県 富津市新富 20-1
III-1-5en	Address:	新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 C/O NIPPON STEEL CORPORATION Technical Development Bureau 20-1, Shintomi, Futtsu City, Chiba 293-0011 Japan
III-1-6	国籍 (国名)	日本国 JP
III-1-7	住所 (国名)	日本国 JP
III-2 III-2-1	その他の出願人又は発明者 この欄に記載した者は	出願人及び発明者である (applicant and inventor)
III-2-2	右の指定国についての出願人である。	米国のみ (US only)
III-2-4ja III-2-4en III-2-5ja	氏名(姓名) Name (LAST, First) あて名:	村山 正俊 MURAYAMA, Masatoshi 100-8071 日本国 東京都 千代田区大手町 二丁目6番3号
III-2-5en	Address:	新日本製鐵株式会社内 C/O NIPPON STEEL CORPORATION 6-3, Otemachi 2-chome, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8071 Japan
III-2-6	国籍 (国名)	日本国 JP
III-2-7	住所 (国名)	日本国 JP
IV-1	代理人又は共通の代表者、通知のあて名 下記の者は国際機関において右記のごとく出願人のために行動する。	代理人 (agent)
IV-1-1ja IV-1-1en IV-1-2ja	氏名(姓名) Name (LAST, First) あて名:	石田 敬 ISHIDA, Takashi 105-8423 日本国 東京都 港区虎ノ門 三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル 青和特許法律事務所
IV-1-2en	Address:	A. AOKI, ISHIDA & ASSOCIATES Toranomom 37 Mori Bldg., 5-1, Toranomom 3-chome, Minato-ku, Tokyo 105-8423 Japan
IV-1-3	電話番号	03-5470-1900
IV-1-4	ファクシミリ番号	03-5470-1911

THIS PAGE BLANK (USPTO)

特許協力条約に基づく国際出願願書




原本(出願用) - 印刷日時 2000年07月03日 (03. 07. 2000) 月曜日 15時53分40秒

IV-2	その他の代理人	筆頭代理人と同じあて名を有する代理人 (additional agent(s) with same address as first named agent)	
IV-2-1ja	氏名	鶴田 準一; 西山 雅也	
IV-2-1en	Name(s)	TSURUTA, Junichi; NISHIYAMA, Masaya	
V	国の指定		
V-1	広域特許 (他の種類の保護又は取扱いを 求める場合には括弧内に記載す る。)	EP: AT BE CH&LI CY DE DK ES FI FR GB GR IE IT LU MC NL PT SE 及びヨーロッパ特許条約と特許協力条約の締約国 である他の国	
V-2	国内特許 (他の種類の保護又は取扱いを 求める場合には括弧内に記載す る。)	NO US	
V-5	指定の確認の宣言 出願人は、上記の指定に加えて 、規則4.9(b)の規定に基づき、 特許協力条約のもとで認められ る他の全ての国の指定を行う。 ただし、V-6欄に示した国の指 定を除く。出願人は、これらの 追加される指定が確認を条件と していること、並びに優先日か ら15月が経過する前にその確認 がなされない指定は、この期間 の経過時に、出願人によって取 り下げられたものとみなされる ことを宣言する。		
V-6	指定の確認から除かれる国	なし (NONE)	
VI-1	先の国内出願に基づく優先権 主張		
VI-1-1	先の出願日	1999年08月12日 (12. 08. 1999) ✓	
VI-1-2	先の出願番号	特願平11-228630号	
VI-1-3	国名	日本国 JP	
VII-1	特定された国際調査機関(ISA)	日本国特許庁 (ISA/JP)	
VIII	照合欄	用紙の枚数	添付された電子データ
VIII-1	願書	4	-
VIII-2	明細書	31	-
VIII-3	請求の範囲	4	-
VIII-4	要約	1	nsc_h741.txt
VIII-5	図面	0	-
VIII-7	合計	40	
VIII-8	添付書類	添付	添付された電子データ
VIII-8	手数料計算用紙	✓	-
VIII-9	別個の記名押印された委任状	✓	-
VIII-16	PCT-EASYディスク	-	フレキシブルディスク
VIII-17	その他	納付する手数料に相当す る特許印紙を貼付した書 面	-
VIII-18	要約書とともに提示する図の 番号		
VIII-19	国際出願の使用言語名:	日本語 (Japanese)	

THIS PAGE BLANK (USPTO)

特許協力条約に基づく国際出願願書

原本（出願用） - 印刷日時 2000年07月03日（03. 07. 2000）月曜日 15時53分40秒

IX-1	提出者の記名押印		
IX-1-1	氏名(姓名)	石田 敬	
IX-2	提出者の記名押印		
IX-2-1	氏名(姓名)	鶴田 準一	
IX-3	提出者の記名押印		
IX-3-1	氏名(姓名)	西山 雅也	

受理官庁記入欄

10-1	国際出願として提出された書類の実際の受理の日	
10-2	図面：	
10-2-1	受理された	
10-2-2	不足図面がある	
10-3	国際出願として提出された書類を補完する書類又は図面であつてその後期間内に提出されたものの実際の受理の日（訂正日）	
10-4	特許協力条約第11条(2)に基づく必要な補完の期間内の受理の日	
10-5	出願人により特定された国際調査機関	ISA/JP
10-6	調査手数料未払いにつき、国際調査機関に調査用写しを送付していない	

国際事務局記入欄

11-1	記録原本の受理の日	
------	-----------	--

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2001年2月22日 (22.02.2001)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 01/12375 A1

(51) 国際特許分類: B23K 9/23, C22F 1/18, C22C 14/00

(21) 国際出願番号: PCT/JP00/04423

(22) 国際出願日: 2000年7月4日 (04.07.2000)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願平11/228630 1999年8月12日 (12.08.1999) JP

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒100-8071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 Tokyo (JP).

(72) 発明者; および

(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 藤井秀樹 (FUJII,

Hideki) [JP/JP]; 〒293-0011 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP). 村山正俊 (MURAYAMA, Masatoshi) [JP/JP]; 〒100-8071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 石田 敬, 外 (ISHIDA, Takashi et al.); 〒105-8423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37 森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (国内): NO, US.

(84) 指定国 (広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(54) Title: HIGH-STRENGTH $\alpha + \beta$ TYPE TITANIUM ALLOY TUBE AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管およびその製造方法

(57) Abstract: A high-strength $\alpha + \beta$ type titanium alloy tube and a production method therefor, capable of fully making use of the lightweight, high-strength features of titanium alloy without requiring an extensive cutting work. The tube consists of a high-strength $\alpha + \beta$ type titanium alloy and has an outer diameter of at least 150 mm and a wall thickness of at least 6 mm, characterized in that the tube has one weld seam in a tube's lengthwise direction, and a ratio of a minimum wall thickness to a maximum wall thickness at portions excluding the weld is 0.95 to 0.99. A production method for the high-strength $\alpha + \beta$ type titanium alloy tube, wherein a high-strength $\alpha + \beta$ type titanium alloy plate having a thickness of at least 6 mm is cold-formed into a tubular form by a U-O method or press-bending method, and butting plate edges are welded together.

[続葉有]

WO 01/12375 A1



(57) 要約:

本発明は、大量の切削加工を必要とせず、チタン合金の軽量高強度の特徴を十分に活かすことのできる、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管、およびその製造方法を提供する。外径 150mm以上、肉厚 6 mm以上で高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金からなる管において、管の長さ方向に1ヶ所の溶接シーム部を有し、溶接部を除く部分の最小肉厚と最大肉厚の比が、0.95~0.99であることを特徴とする、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管。厚さ 6 mm以上の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金板を、冷間にてU-O法またはプレスベンディング法により管状に成形し、突き合わされた板端部を溶接する高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

明 細 書

高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管およびその製造方法

技術分野

本発明は高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金からなる管、特に溶接管およびその製造方法に関する。

背景技術

チタン合金は軽量、高強度、高耐食性を有することから、近年、地熱開発、深海底油田・ガス田開発などの、大深度、高温、高圧、高腐食の極限環境に最も適した素材として注目されている。中でも、航空機用途などで多用され高い実績を誇る $\alpha + \beta$ 型チタン合金や、これに 0.01～0.3 % 程度の少量の Pd や Ru を添加し耐食性を高めた高耐食性 $\alpha + \beta$ 型チタン合金は、特に優れた極限環境用素材として有望視されている。この用途では、管が主要製品形状である。

従来、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金製管の製造方法としては、下記 A～D がある。

A：熱間押し出しによる方法（継ぎ目無し管）、

B：プラグミル等を使用して穿孔、延伸、定型、絞り等の圧延を連続的に行い造管する方法（継ぎ目無し管）、

C：厚板をロールベンディング法と呼ばれるロール成形法により冷間で成形し、突き合わされた板端部同士を溶接する方法（溶接管）、および

D：厚板を熱間または温間でプレス成形し半円断面形状とし、これを 2 枚突き合わせて溶接する方法（溶接管）。

このうち、C の方法は、管の真円度が確保しにくい、長尺の管が

得にくい、などの理由でチタン合金管の製造にはほとんど用いられていない。また、Dの方法は、熱間あるいは温間での加工のため素材を加熱する必要があり、また、溶接を2ヶ所行う必要があるため、全体として高コストとなりこれも殆んど用いられていない。

一方、AおよびBの方法は、特性の劣化が懸念される溶接部のない継ぎ目無し管が製造できるという利点があり、主にこれらの方法で製造されたチタン合金管が使用されている。

ところが、これらの方法で製造したチタン合金管は、内外面に深い疵や欠陥を有していることが多く、相当量の切削加工を行いこれらの疵や欠陥を除去しなくてはならない。しかし、チタン合金は被削性が極端に悪く、このような大量の切削加工は大幅なコスト増になるという問題点があった。

また、これらの方法で製造した管は偏肉が大きく、管の肉厚が極端に厚い部位と薄い部位が生じやすいという問題点も有していた。すなわち、強度設計は最も薄い部分の肉厚で行わざるを得ないため、結局これよりも厚い部分の材料が無駄に使用されるため高コストとなるばかりか、折角の軽量というチタン合金の特性が十分に発揮できないという問題点があった。もちろん切削加工により肉厚を揃えることはできるが、先に述べたように、チタン合金は被削性が極端に悪い材料であり、さらに大幅なコスト増となってしまうため、大きな偏肉の解消は實際上困難であった。

発明の開示

本発明の目的の一つは、大幅なコスト増となる大量の切削加工を必要とせず、軽量高強度というチタン合金の特徴を十分に活かすことのできる、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管を提供することである。本発明のもう一つの目的は、このようなチタン合金管を低コストで

製造するための方法を提供することである。

上記目的を達成するために、本発明は下記（１）～（１３）を提供する。

（１）外径 150mm以上、肉厚 6 mm以上で高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金からなる管において、管の長さ方向の溶接シーム部を 1 ヶ所有し、溶接部を除く部分の最小肉厚と最大肉厚の比が、0.95～0.99であることを特徴とする高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管。

（２）高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金が、重量％で、Al : 2.5～3.5 %、V : 2.0～3.0 %を含有し、残部がTiおよび不可避不純物からなることを特徴とする（１）に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管。

（３）高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金が、重量％で、Pd, Ruの 1 種以上：総量で0.01～0.5 %をさらに含有することを特徴とする（２）に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管。

（４）高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金が、重量％で、Al : 5.5～6.75 %、V : 3.5～4.5 %を含有し、残部がTiおよび不可避不純物からなることを特徴とする（１）に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管。

（５）高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金が、重量％で、Pd, Ruの 1 種以上：総量で0.01～0.5 %をさらに含有することを特徴とする（４）に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管。

（６）管全体が、 β 焼鈍組織からなることを特徴とする（１）～（５）のいずれかに記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管。

（７）（１）～（６）に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管を製造する方法であって、厚さ 6 mm以上の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金板を、冷間にてU-O法またはプレスベンディング法により管状に成形し、突き合わされた板端部を溶接することを特徴とする高強度 α

+ β 型チタン合金管の製造方法。

(8) 突き合わされた板端部をキーホールプラズマ溶接法により溶接し、必要に応じてさらに、溶接フィラーを使用したプラズマ溶接あるいはTIG 溶接により肉盛りを行うことを特徴とする(7)に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

(9) 突き合わされた板端部が上側になるよう管状成形体を配置し、溶接を管状成形体の外側上部から行うことを特徴とする(7)または(8)に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

(10) 突き合わされた板端部が下側になるよう管状成形体を配置し、溶接を管状成形体の内側上部から行うことを特徴とする(7)または(8)に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

(11) 溶接に使用するパイロットガス、シールドガスの一部あるいは全部を、ヘリウムガスとすることを特徴とする(7)～(10)に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

(12) 厚さ 6 mm 以上の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金板が、 β 変態点以下の温度域で 50% 以上の圧下量の加工を受け、 β 変態点以下の温度域で焼鈍された高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金であることを特徴とする(7)～(11)のいずれかに記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

(13) (7)～(12)に記載の製造方法において、溶接後の管を、 β 変態点以上に加熱し空冷以上の冷却速度で冷却し、さらに 650 °C～850 °C に加熱し 30 分以上保持し空冷以下の冷却速度で冷却し、さらに必要に応じて、450～650 °C に加熱し 2 時間以上保持し空冷以下の冷却速度で冷却する一連の熱処理を行うことを特徴とする高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

発明を実施するための最良の形態

発明者は、上記の $\alpha + \beta$ 型チタン合金継ぎ目無し管の問題点を解消するため、厚中板を曲げ成形し板端部を溶接する、いわゆる溶接管について再検討した結果、大幅なコスト増となる大量の切削加工を必要としない、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管およびその製造方法を見出した。

すなわち、(1)に記載の本発明は、外径 150mm以上、肉厚 6 mm以上で高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金からなる管において、管の長さ方向に1ヶ所の溶接シーム部を有し、溶接部を除く部分の最小肉厚と最大肉厚の比が、0.95～0.99であることを特徴とする、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管である。

外径 150mm以上、肉厚 6 mm以上の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金を対象としたのは次の理由による。すなわち、これよりも小径あるいは薄肉の管は、熱間押し出しにより継ぎ目無し管を製造し、これを管の長さ方向に引き抜き加工などの冷間加工する方法により、偏肉の少ない継ぎ目無しチタン合金管が製造できる。この場合、外面の疵を除去するためかなりの切削加工を行う必要はあるものの、偏肉という観点からは、本発明をあえて適用しなくとも比較的均質な肉厚の管が得られる。

また、本発明は溶接管であり溶接部を必然的に含んでいるが、特性劣化や製造コストの観点から、溶接シーム部は必要最小限の1ヶ所とした。そして、(1)記載の管は、溶接部を除く部分の最小肉厚と最大肉厚の比が0.95～0.99の範囲にあることとした。0.95より低い値を有する偏肉の大きい管は、継ぎ目無し管においても慎重な操業条件で製造すれば達成可能であるし、また継ぎ目無し管の場合と同様、高コストの切削加工を行って偏肉を是正するか、あるいは、余分な肉厚部分を放置したまま所望よりも重い管をそのまま使用せざるを得ず、本発明の効果を十分に発揮できない。

一方、溶接部を除く部分の最小肉厚と最大肉厚の比が0.99を超えるような偏肉の小さい管は、精密切削加工を行わなければ製造不可能であり、高コストとなってしまう。

本発明では溶接部は1ヶ所であり、この部分の管全体に占める割合はわずかである。したがって溶接部の余盛りにともなう肉厚増分による重量増は管全体からすれば微々たるものである。

以上の理由により、発明(1)では、偏肉を示す指標である、最小肉厚と最大肉厚の比は、溶接部を除いて0.95～0.99の範囲とした。

本発明が対象としている高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金とは、室温における平衡状態で α 相と β 相の2相を主相とし、 β 変態点以上の温度から焼き入れた場合、冷却中にマルテンサイト変態する種類の合金であり、Ti-3Al-2.5V、Ti-6Al-4V、Ti-6Al-4V ELI、Ti-1～1.5%Fe-0.2～0.6%酸素-0.01～0.05%窒素、Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Feなどがこれに相当する。ここで、ELI (Extra Low Interstitials) とは酸素、窒素、炭素などの侵入型不純物元素を低減した合金である。

また、本発明においては、特に極限環境下で使用する場合には、0.01～0.5%程度の少量のPdやRuを添加し耐食性を高めることがある。これらPd、Ru添加合金も高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金に属する合金である。この中で、特に汎用の合金は、Ti-3Al-2.5V、Ti-6Al-4V、Ti-6Al-4V ELIであり、また石油や天然ガスのライザー管やラインパイプ、地熱発電におけるケーシングなど過酷な環境で使用される場合、さらにこれらにPdやRuを少量添加した合金が使用される。すなわち、これらの合金に本発明を適用すると、極めて効果的に本発明の利点を得ることができる。

発明(2)は、上記理由により、重量%でAlを2.5～3.5%およ

びVを 2.0～3.0 %含有する合金、すなわちASTM規格などで通称「Ti-3Al-2.5 V」と称されている合金を、(1)記載の本発明に適用した場合であり、発明(3)は、これにさらに、重量%で総量0.01～0.5 %のPdまたはRuを添加した合金に、本発明を適用したものである。

また、発明(4)は、同様の理由で、重量%でAlを 5.5～6.75%およびVを 3.5～4.5 %含有する合金、すなわちASTM規格などで通称「Ti-6Al-4 V」あるいは「Ti-6Al-4 V ELI」と称されている合金に、発明(1)を適用した場合であり、発明(5)は、これにさらに、重量%で総量0.01～0.5 %のPdまたはRuを添加した合金に、本発明を適用したものである。

発明(6)は、(1)～(5)のいずれかに記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管において、管全体が β 焼鈍組織からなることを特徴としている。 β 焼鈍組織とは、 β 粒界に析出した粒界 α 相と β 粒内に生成した針状 α 相からなる組織であり、等軸組織に比べると破壊靱性が高いという特徴を有している。発明(6)は、特に高い破壊靱性が望まれる用途に対し効果を発揮する。

ただし、 β 焼鈍組織は等軸組織に比べると延性が乏しいという欠点を有している。したがって、発明(6)の管を製造する場合には、(13)に記載の方法のように、延性に優れた板材を用いてU-O法やプレスベンディング法等の冷間成形を行い、最後に熱処理を行うことにより、 β 焼鈍組織に変換することが望ましい。また、低延性を助長する残留歪みは極力除去することが望ましい。

(1)～(6)のいずれかに記載した本発明の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管は、(7)～(13)のいずれかに記載の方法によって製造することができる。

発明(7)では、まず、厚さ6 mm以上の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合

金板を、冷間にてU-O法またはプレスベンディング法により管状に成形する。ここで板の厚さを6 mm以上としたのは、(1)～(6)で規定された肉厚を確保するためである。板の幅は、成形後の管の径を考慮して適宜設定すればよい。

次の工程である溶接を簡便に行うため、成形前に適宜開先加工を行っておくことが望ましい。

U-O法またはプレスベンディング法により管状に成形する理由は下記のとおりである。

冷間で板を管状に成形する方法としては、下記A～Dがある。

A：板面と垂直に配置されたカリバーロール（一般に多スタンドからなる）を用いて管状に成形するロールフォーミング法、

B：板面と平行に配置された水平ロール（一般に3ロールの間を通板させる）を用いて管状に成形するロールベンディング法、

C：プレスにより板をU字型に押し曲げ、さらにO字型にプレスし管状に成形するU-O法、および

D：プレスにより板の幅方向端部を長さ方向に押し曲げ、この工程を順次板幅中心方向へ進めて行き、厳密には多角形状の管に成形するプレスベンディング法。

CおよびDでは、真円度の高い管を得るため、あらかじめ板幅端部を強く曲げておき、管状に成形後この部分を切除し、最後に円形管状にプレスすることもある。

発明者は、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金の塑性変形能におよぼす変形様式、歪み速度、加工方法の影響などを詳細に解析・研究した。その結果、高強度、低延性、低ヤング率でスプリングバックの大きい高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金は、Aのロールフォーミング法やBのロールベンディング法では、冷間においては十分に加工できず、割れを生じたり真円度が確保できないが、CのU-O法やDのプレスベンデ

ィング法を用いられ、管状に加工でき、しかも良好な板端の突き合わせ状態が得られることを見出した。本発明はこの知見を基に完成されたものである。

U-O法またはプレスベンディング法による冷間成形工程の次に、突き合わされた板端部を溶接して管とする。U-O法あるいはプレスベンディング法を用いて高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金を冷間成形すると、板端部が良好に突き合わされ、この部分1ヶ所のみを溶接すれば管を製造できる。チタン材の溶接には、TIG溶接、プラズマ溶接、MIG溶接、電子ビーム溶接などが一般に用いられており、本発明でもこれら溶接方法を単独あるいは組み合わせて用いることができる。電子ビーム溶接は、近年、大型の高真空チャンバーを必要とせず簡易シールドで溶接が可能な低圧電子ビーム溶接法が開発されており、この方法も適用できる。

溶接後の管は、必要に応じて、熱処理、矯正、表面仕上げ精整を行う。熱処理が複数の工程からなる場合、矯正工程をこれら熱処理の間にて行うことにより順次形状を整えていくこともできる。残留歪みが問題とならない場合、熱処理終了後に最後の矯正を行うこともできる。表面仕上げ精製は、大幅なコスト増にならない程度の軽度の切削、研削あるいはさらに酸洗を行うことにより実施でき、ショットブラストやサンドブラストを行った後、酸洗を行う方法が安価かつ簡便であり推奨される。

発明(8)は、(7)に記載の製造方法において、突き合わされた板端部をキーホールプラズマ溶接法により溶接し、必要に応じてさらに溶接フィラーを使用したプラズマ溶接あるいはTIG溶接により肉盛りを行うことを特徴としている。ここで、キーホールプラズマ溶接とは、プラズマ溶接の1種で、プラズマガス流を貫通させながらビームを移動させ溶接する方法である。チタン合金の溶接は、

先に述べたように種々の方法があるが、TIG 溶接が最も多用されており、(1)～(6)記載の管もTIG 溶接により溶接することができる。

しかし、特に肉厚の大きい管を製造する場合、TIG 溶接では溶接パス数が膨大となり非効率的である。このような場合、キーホールプラズマ溶接法を用いると効率的である。キーホールプラズマ溶接法は、溶接フィラーを用いなくとも20mm厚程度までのチタン合金板を1パスで溶接することができ、同時に、溶接欠陥も生じにくいという利点をも有している。ただし、上部に肉厚の減少したアンダーカットを生じやすいという欠点がある。したがって、このようなアンダーカットが生じた場合、さらに溶接フィラーを使用したプラズマ溶接あるいはTIG 溶接により肉盛りを行い、これを補うことが必要となる。

また、20mm以上の肉厚の管を製造する場合、キーホールプラズマ溶接のみでは全肉厚を溶接できないので、これに加えさらに、溶接フィラーを使用したプラズマ溶接あるいはTIG 溶接により肉盛りを行い、これを補うことが必要となる。なお、キーホールプラズマ溶接を行う前に、突き合わされた板端部をTIG 溶接などにより仮り止め溶接しておく、キーホールプラズマ溶接を安定して行うことができる。

発明(9)は、(7)または(8)記載の製造方法において、突き合わされた板端部が上側になるよう管状成形体を配置し、溶接を管状成形体の外側上部から行う。このような配置にて溶接を行うと、溶融部に働く重力と凝固方向が平行となるため溶接部にポロシティなど機械的性質、特に疲労特性を劣化させる溶接欠陥が生じにくくなる。

発明(10)は、(7)または(8)記載の製造方法において、突

き合わされた板端部が下側になるよう管状成形体を配置し、溶接を管状成形体の内側上部から行う。このような配置にて溶接を行うと、(9)の場合と同様に、溶融部に働く重力と凝固方向が平行となるため溶接部にポロシティなど機械的性質、特に疲労特性を劣化させる溶接欠陥が生じにくくなる。しかも、溶接欠陥の生じにくい初期の溶接パスが管の外側となるため、特に疲労亀裂発生の原因となることの多い管の外側の欠陥を減らすことが可能で、疲労特性をさらに向上させることができる。

発明(11)は、(7)～(10)のいずれかに記載の製造方法において、溶接に使用するパイロットガス、シールドガスの一部あるいは全部を、ヘリウムガスとすることを特徴としている。一般にTIG溶接、プラズマ溶接、MIG溶接などによるチタン材料の溶接では、不活性ガスとしてアルゴンガスをシールドガスあるいはパイロットガスに使用する。発明(11)ではアルゴンガスの一部または全部に代わりヘリウムガスを使用する。第1の理由は、アルゴンよりもヘリウムの方がプラズマ化しやすく入熱効果が増すことを利用して、溶接効率を向上させることである。第2の理由は、アルゴンよりもヘリウムの方が溶融部に巻き込まれたガスが外部に逃げやすく、その結果疲労特性を劣化させるポロシティなどの溶接欠陥を大幅に減少させることができ、これにより品質を向上させることである。

上記の効果は、溶接部のみに関わるものであるから、シールドガス全てをヘリウムにしなくとも、アークの生じている部分のみヘリウムガスとすることで達成できる。例えばTIG溶接の場合、トーチガスのみをヘリウムとし、溶接部前後のシールドガスはアルゴンガスとしても上記効果は達成できる。ただし、ガスの流量や溶接部の幾何学的条件によっては、アーク部に他からガスが巻き込まれて流入する場合があります、このような場合には全てのシールドガスをヘリ

ウムにした方がよい。

発明（12）は、（7）～（11）のいずれかに記載の製造方法において、厚さ 6 mm 以上の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金板として、 β 変態点以下の温度域で 50% 以上の圧下量の加工をし、 β 変態点以下の温度域で焼鈍したものを使用する。 $\alpha + \beta$ 型チタン合金は、 β 変態点以下の温度域で 50% 以上の圧下量の加工を施し、さらに β 変態点以下の温度域で焼鈍すると、延性に富む等軸組織、あるいはミル焼鈍組織と呼ばれる延伸組織となる。このチタン合金板を使用することにより、冷間における成形性を向上させ、冷間成形を行いやすくする。 β 変態点以下での加工量が 50% 未満であったり、焼鈍温度が β 変態点を超えると、延性に乏しい針状組織が発達するため、管の外径が小さいなどのより厳しい条件下で、成形中に割れを生じる場合がある。

発明（13）は、（6）に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管を製造する方法のひとつであり、高破壊靱性に加え、高疲労強度、高延性をも併せ持った $\alpha + \beta$ 型チタン合金管を製造することができる。すなわち、（7）～（12）のいずれかに記載の製造方法において製造された管に、 β 変態点以上に加熱し空冷以上の冷却速度で冷却し、さらに 650℃～850℃に加熱し 30 分以上保持し空冷以下の冷却速度で冷却し、さらに必要に応じて、450～650℃に加熱し 2 時間以上保持し空冷以下の冷却速度で冷却する一連の熱処理を施す。

ここで、最初の熱処理である、 β 変態点以上に加熱し空冷以上の冷却速度で冷却する工程は、 β 変態点以上に加熱することにより管全体を一旦 β 単相とし、空冷以上の冷却速度で冷却することにより疲労特性の劣る粗大な粒界 α 相を生成させることなく、比較的微細な粒界 α 相や針状 α 相組織、すなわち β 焼鈍組織を得るための工程である。ここで、 β 変態点以上の温度に加熱しないと、全体が β 単

相にならず α 相が残存し、完全な β 焼鈍組織は得られない。また、空冷よりも遅い冷却速度で冷却すると、疲労特性を低下させる粗大粒界 α 相が生成してしまう。以上の工程で、 β 焼鈍組織を得ることができるが、この組織は破壊靱性に優れる反面、延性が乏しいので、次工程の熱処理で、組織安定化および残留歪み除去を行っておく必要がある。

次工程の熱処理である、 $650^{\circ}\text{C} \sim 850^{\circ}\text{C}$ に加熱し30分以上保持し空冷以下の冷却速度で冷却する工程は、先の工程で冷却中に残存した不安定組織を安定化するとともに、冷却中の残留歪みの大部分を除去する工程である。加熱・保持温度を $650 \sim 850^{\circ}\text{C}$ としたのは、これよりも低い温度だと拡散が遅く組織の安定化が達成されないからであり、これよりも高い温度だと、組織が粗大化し、疲労特性が劣化するからである。保持時間を30分以上としたのは、これ以上の時間保持しないと、十分組織の安定化や残留歪みの除去が達成されないからである。冷却は空冷以下の冷却速度で行う必要がある。これよりも速い冷却速度で冷却すると、冷却中に再度歪みが蓄積してしまう。

以上の工程でなお残留歪みが認められる場合、あるいは残留歪を極端に低減させる必要がある用途に対しては、さらに管を $450 \sim 650^{\circ}\text{C}$ に加熱し2時間以上保持し空冷以下の冷却速度で冷却する処理を行う。これにより、ほぼ完全に残留歪みは除去される。 $450 \sim 650^{\circ}\text{C}$ に加熱・保持するのは、これよりも低い温度だと歪みの除去が達成されないからであり、また、 650°C を超えた温度に加熱すると熱歪みにより、管がわずかではあるが変形する可能性があり、その場合、再度矯正、歪み除去の工程を行う必要があるからである。保持時間を2時間以上としたのは、これ未満では十分に歪みの除去が達成されないからである。熱処理後の冷却は、余分な歪みの蓄積を

避けるため、空冷以下の冷却速度で冷却することが必要である。

上記工程により、所望の β 焼鈍組織が得られ、しかも熱処理後の冷却中、U-O法やプレスベンディング法による成形、溶接等の各工程にて蓄積された歪みをも解消することができ、優れた材質の管を得ることができる。また、溶接部、熱影響部とも、 β 粒径の差はあるものの、母材部とほぼ同じ組織となり、特性のバラツキも抑制することができる。

また、(13)記載の工程は、冷間矯正と組み合わせて行くと効果的である。すなわち、最大3工程からなる熱処理の間にて、冷間矯正を適宜行うことにより、矯正と歪み除去をより効果的にかつ効率的に行うことができる。

〔実施例〕

以下に、実施例によって本発明をさらに詳しく説明する。

(試験1)

まず従来の方法による比較例を説明する。

表1に示す各種 $\alpha + \beta$ 型チタン合金の中実または中空ビレットを準備し、穿孔圧延－延伸圧延－定型圧延の一連の圧延工程、あるいは熱間押し出し法により、種々の径、肉厚の継ぎ目無し管を製造した。各継ぎ目無し管の長さは約10mである。また、一部の継ぎ目無し管はさらに冷間にて引き抜き加工を行った。

表1に示すとおり、冷間での引き抜き加工を行っていない、試験番号1, 2, 3, 4, 5, 7, 9は、肉厚偏差が非常に大きく、最小肉厚と最大肉厚の比が、いずれも0.95未満の値となっている。試験番号6, 8, 10は、各々試験番号5, 7, 9の継ぎ目無し管を冷間引き抜き加工したもので、引き抜き加工により偏肉の度合いが減少しているが、管の外径が150mm以上で肉厚が6mm以上の試験番号6は、依然として最小肉厚と最大肉厚の比が0.95未満の大きな偏肉

を有している。しかし、管の外径が 150mm未満の試験番号 8 および肉厚が 6 mm未満の試験番号10は、最小肉厚と最大肉厚の比が0.95以上となっており、偏肉は低減されている。ただし、押し出し加工時に発生した疵を除去するため、かなりの切削加工が必要であった。

表 1

試験 番号	合 金	管の外径 (mm)	肉厚 (mm)		最小肉厚 /最大肉厚	製造方法	備 考
			最小	最大			
1	Ti-6Al-4V	250	20.0	22.1	0.905	穿孔圧延-延伸圧延-定型圧延	比較例、継ぎ目無し管
2	Ti-6Al-4V ELI-0.05Pd	250	14.5	16.1	0.901	穿孔圧延-延伸圧延-定型圧延	比較例、継ぎ目無し管
3	Ti-6Al-4V ELI	700	28.1	30.2	0.930	熱間押し出し	比較例、継ぎ目無し管
4	Ti-3Al-2.5V	400	20.2	22.0	0.918	穿孔圧延-延伸圧延-定型圧延	比較例、継ぎ目無し管
5	Ti-3Al-2.5V	170	8.0	8.8	0.909	熱間押し出し	比較例、継ぎ目無し管
6	Ti-3Al-2.5V	160	7.0	7.5	0.933	熱間押し出し-冷間引き抜き	比較例、継ぎ目無し管
7	Ti-3Al-2.5V-0.05Pd	140	8.0	8.9	0.899	熱間押し出し	比較例、継ぎ目無し管
8	Ti-3Al-2.5V-0.05Pd	130	7.0	7.3	0.959	熱間押し出し-冷間引き抜き	比較例、継ぎ目無し管
9	Ti-3Al-2.5V-0.1Ru	170	5.5	5.9	0.932	熱間押し出し	比較例、継ぎ目無し管
10	Ti-3Al-2.5V-0.1Ru	160	5.0	5.2	0.961	熱間押し出し-冷間引き抜き	比較例、継ぎ目無し管

(試験 2)

表 2 に示す各種高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金の厚中板 (板厚 5.5 ~ 29mm、長さ約 10m) を、U-O 法またはプレスベンディング法により冷間にて管状に成形し、突き合わされた板端部をキーホールプラズマ溶接法により溶接し、さらに溶接フィラー (共金) を使用した TIG 溶接により 1 パス ~ 6 パスの肉盛りを行い、長さ約 10m の本発明の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管を製造した。溶接はすべてアルゴンガスを使用し、突き合わされた板端部が上側になるよう管状成形体を配置し、全ての溶接を管状成形体の外側上部から行った。

使用した高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金板は、いずれも β 変態点以下の温度域で 50% 以上の圧下量の加工を受け、その後 β 変態点以下の温度域で焼鈍された板である。

表 2 において、試験番号 11 は発明 (2) の実施例であり、試験番号 12 ~ 13 は発明 (3) の実施例であり、試験番号 14 ~ 15 は発明 (4) の実施例であり、試験番号 16 ~ 19 は発明 (5) の実施例であり、試験番号 22 ~ 23 は発明 (1) の実施例である。

これらはいずれも、(8), (9), (12) に記載の方法によって製造されたものである。以上の発明 (1) ~ (5) の実施例はいずれも、外径 150mm 以上、肉厚 6 mm 以上で、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金からなり、管の長さ方向に 1 ヶ所の溶接シーム部を有し、溶接部を除く部分の最小肉厚と最大肉厚の比が 0.95 ~ 0.99 の範囲である。

発明 (1) ~ (5) の管は、試験 1 で説明した同程度の径、肉厚の継ぎ目無し管に比べて著しく偏肉が少なくなっている。すなわち、大幅なコスト増となる大量の切削加工を行わずとも、無駄な重量の無い、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金からなる管を提供でき、軽量高強度のチタン合金の特徴を十分に活かすことができる。

ここで、試験番号20および21は、最小肉厚と最大肉厚の比が0.95以上の偏肉の少ない管であるが、同寸法の試験番号8および10（表1）の冷間引き抜き加工を行った継ぎ目無し管でも、最小肉厚と最大肉厚の比が0.95以上の偏肉の少ない管が得られている。もちろん、継ぎ目無し管のように疵取りのための切削加工が不要であるという利点を有しているが、偏肉という観点からは、必ずしも継ぎ目無し管よりも有利ではない。これは、試験番号20は、発明（1）～（5）で規定されている外径150mmよりも小径の管であったため、また、試験番号21は、発明（1）～（5）で規定されている肉厚6mm未満であったため、本発明の効果が十分に発揮できなかったものである。

なお、試験番号11～19, 20, 22, 23は全て6mm以上の厚さの $\alpha + \beta$ 型チタン合金板を用いて製管しており、いずれも6mm以上の肉厚の管が製造されているが、試験番号21は6mm未満の肉厚である5.5mmの板厚の中板を用いたため、製管後の肉厚も6mm未満となってしまったものである。

表 2

試験 番号	合 金	冷間成型方法	管の外径 (mm)	肉厚(mm)* 最小 最大	最小肉厚* /最大肉厚	備 考
11	Ti-3Al-2.5V	U-O	170	8.0 8.3	0.964	本発明 2, 8, 9, 12
12	Ti-3Al-2.5V-0.05Pd	U-O	170	8.0 8.3	0.964	本発明 3, 8, 9, 12
13	Ti-3Al-2.5V-0.1Ru	プレスベンディング	400	20.1 20.5	0.980	本発明 3, 8, 9, 12
14	Ti-6Al-4V	プレスベンディング	700	28.0 28.5	0.982	本発明 4, 8, 9, 12
15	Ti-6Al-4V ELI	U-O	700	28.0 28.4	0.986	本発明 4, 8, 9, 12
16	Ti-6Al-4V-0.05Pd	U-O	700	27.9 28.3	0.986	本発明 5, 8, 9, 12
17	Ti-6Al-4V-0.2Ru	U-O	250	14.4 14.6	0.986	本発明 5, 8, 9, 12
18	Ti-6Al-4V-ELI-0.1Pd	U-O	250	14.5 14.8	0.980	本発明 5, 8, 9, 12
19	Ti-6Al-4V-ELI-0.1Ru	U-O	250	14.5 14.9	0.973	本発明 5, 8, 9, 12
20	Ti-3Al-2.5V-0.05Pd	U-O	130	7.0 7.3	0.959	比較例
21	Ti-3Al-2.5V-0.1Ru	U-O	160	4.9 5.1	0.961	比較例
22	Ti-1.5Fe-0.4%O-0.04%N	U-O	170	7.9 8.3	0.952	本発明 1, 8, 9, 12
23	Ti-1Fe-0.3%O	U-O	170	7.9 8.2	0.963	本発明 1, 8, 9, 12

* 溶接部を除く

(試験 3)

次に、表 3 に示した種々の厚板製造条件にて製造した板厚 25mm の Ti-6Al-4V ELI (β 変態点: 965°C) 板を用いて、同じく表 3 に示した各種の成形方法にて種々の外径の管に成形し、その成形性を、割れを生ずることなく管状に成形できた最小外径/肉厚の値で評価した。ここで、試験番号 24~34, 36 は長さ 8 m の板を、また試験番号 35 は長さ 2 m の板を使用した。これらの管状成形体は、その後、試験 2 と同じ方法にて溶接し、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管に造管した。なお、いずれの試験においても、 β 変態点以下の温度域における厚板圧延時には、圧延方向を途中で 90 度回転させるクロス圧延を行っている。

表 3 において、プレスベンディング法あるいは U-O 法により成形した、本発明による試験番号 24~34 は、使用した厚板の製造条件等の違いにより差異はあるものの、割れを生ずることなく管状に成形可能な最小外径、すなわち限界外径と、肉厚との比が 10~24 の範囲にあり、冷間にて管状に成形可能であった。また、板端の突き合わせ状態も良好であった。

一方、従来のロールベンディング法を用いた試験番号 35 は、限界外径/肉厚の値が 24 を超える場合、管状に成形可能であったが、大きな皺が発生し、板端の突き合わせ状態も悪く次工程の溶接が安定して実施できず、さらに十分な真円度も確保できなかった。

従来のロールフォーミング法を用いた試験番号 36 は、さらに成形性が悪く、外径 700mm (外径/板厚=28) の管ですら、割れを生じ十分に成形することができなかった。

以上のように、冷間成形が可能であったのは、本発明によりプレスベンディング法または U-O 法により成形した場合のみであった。

一方、プレス・レンジング法により成形した試験番号24～33のうち、試験番号25～31は、限界外径／肉厚の値が16以下であり、より小さな外径の管も成形可能であった。これは、発明（12）の効果によるものである。すなわち、これらの板は、 β 変態点以下の温度域で50％以上の圧下量の加工を受け、さらに β 変態点以下の温度域で焼鈍されており、延性に富む等軸組織、あるいはミル焼鈍組織と呼ばれる延伸組織からなり、より過酷な条件での成形が可能となったものである。これに対し、試験番号24, 32, 33は、限界外径／肉厚の値が20～24の比較的大きな径の管しか成形できなかった。これは、試験番号24では、発明（12）に規定された、 β 変態点以下での厚板圧延の加工量が50％未満であり、試験番号32, 33では、焼鈍温度が β 変態点以上であったため、延性に乏しい針状組織が発達し、成形中に割れを生じやすくなり、加工条件の比較的緩い大径管しか成形できなかったものである。

表 3

試験 番号	厚板製造条件		成型方法	限界外径 /肉厚**	備 考
	β 変態点以下 の圧下量*	焼鈍条件			
24	40	750°C - 4 時間 - 炉冷	プレスベンディング法	20	本発明 4, 8, 9
25	60	750°C - 4 時間 - 炉冷	プレスベンディング法	14	本発明 4, 8, 9, 12
26	80	750°C - 4 時間 - 炉冷	プレスベンディング法	12	本発明 4, 8, 9, 12
27	90	750°C - 4 時間 - 炉冷	プレスベンディング法	12	本発明 4, 8, 9, 12
28	90	750°C - 4 時間 - 炉冷	プレスベンディング法	10	本発明 4, 8, 9, 12
29	90	850°C - 2 時間 - 炉冷	プレスベンディング法	12	本発明 4, 8, 9, 12
30	90	930°C - 1 時間 - 炉冷	プレスベンディング法	12	本発明 4, 8, 9, 12
31	90	930°C - 1 時間 - 炉冷	プレスベンディング法	16	本発明 4, 8, 9, 12
32	90	990°C - 10分 - 空冷	プレスベンディング法	22	本発明 4, 8, 9
33	90	990°C - 30分 - 空冷	プレスベンディング法	24	本発明 4, 8, 9
34	90	750°C - 4 時間 - 炉冷	U-O法	14	本発明 4, 8, 9, 12
35	90	750°C - 4 時間 - 炉冷	ロールベンディング法	24	比較例、皺発生、真円度劣悪
36	90	750°C - 4 時間 - 炉冷	ロールフォーミング法	-	比較例、外径/肉厚=28でも微小割れ発生

* 減肉率

** 割れを生ずることなく管状にまで成型可能な最小外径/肉厚 (25mm)

(試験 4)

次に、28mmの板厚で長さ12mのTi-3Al-2.5Vをプレスベンディング法により冷間にて外径700mmの管状に成形し、突き合わされた板端部を表4に示す種々の条件で溶接し、本発明によるTi-3Al-2.5V管を製造した。ここで、使用したチタン合金板は、 β 変態点以下の温度域で90%の圧下量の加工を受け、その後 β 変態点以下の700℃で焼鈍された板である。溶接後の管は、720℃-2時間-空冷の熱処理を行い、矯正した後、さらに540℃-4時間-空冷の熱処理を行い、管の外面近傍の溶接金属から、平行部長さが30mmで8mmの直径の丸棒試験片を管の長さ方向と平行に切り出し、応力比マイナス1（引張-圧縮）の軸力疲労試験を行い、10の7乗回の繰返し数でも破断しない強度を疲労強度と定義し、疲労特性の評価を行った。

同様に母材の疲労試験も行ったが、母材の疲労強度は330MPaであった。なお、開先加工は成形前に行い、キーホールプラズマ溶接を行う場合は、Y型開先としルートフェイスを18mm、その上部を45度（突き合わせ状態で90度）の開先とした。電子ビーム溶接を行う場合には、I型開先とした。またTIG溶接やMIG溶接のみで溶接する場合には、V型開先とし、その角度は突き合わせ状態で60度とした。なお、いずれの溶接の場合にも、溶接施工に先だってTIG溶接により仮付け溶接を行った。また、電子ビーム溶接、キーホールプラズマ溶接以外の溶接には共金のフィラーを用いた。

表4において、試験番号37~47は、突き合わされた板端部が上側になるよう管状成形体を配置し、いずれも管状成形体の外側上部から溶接した例で、発明(9)の実施例である。その中で試験番号37はシールドガスにアルゴンを用いてTIG溶接により全溶接を行った例であり、30パスの多パスを要しているものの発明(2)のチタン

合金管が製造可能であった。

疲労強度も母材よりもやや低い程度で溶接部としては十分であった。

試験番号38および39は各々電子ビーム溶接、低圧電子ビーム溶接により溶接した場合で、1パスで溶接が可能であり著しく効率的であったが、これらの溶接法は設備コストが膨大であるため高コストであった。

試験番号40は、MIG 溶接を行った場合で、5パスで溶接を完了しており全体をTIG 溶接する場合（試験番号37）に比べると効率的であったが、溶接金属の疲労強度が他の溶接方法に比べて低くなるという欠点を有していた。

これに対し、発明（8）の実施例である試験番号41、42はキーホールプラズマ溶接を組み合わせた場合で、総計7パスあるいは8パスの溶接で全溶接を完了しており、TIG 溶接のみの場合よりも著しく効率的である。また、疲労強度も他の方法と比べて遜色無く、MIG 溶接よりもかなり高くなっている。

試験番号37、41、42は全ての溶接をアルゴンガス雰囲気で行った例であるが、パイロットガス、シールドガスの一部あるいは全部を、ヘリウムガスとした、試験番号43、44～47ではさらに溶接効率が向上しており、同様の条件でアルゴンガスのみで溶接を行った場合よりも、総溶接パス数は減少している。しかも、同様の条件でアルゴンガスのみで溶接を行った場合よりも、疲労強度が高くなっている。これらは発明（11）の効果である。

次に、表4において、試験番号48～50は、突き合わされた板端部が下側になるよう管状成形体を配置し、いずれも管状成形体の内側上部から溶接した例で、発明（10）の実施例である。溶接欠陥の生じにくい初期溶接部分が管の外側となるため、特に疲労亀裂発生の

原因となることの多い管の外側の欠陥を減らすことができ、疲労強度がさらに高くなり350MPa以上となっている。特に、ヘリウムガスをパイロットガスに使用した場合にその効果が顕著であった。

一方、表4において、試験番号51は、突き合わされた板端部が真横になるよう管状成形体を配置し、管状成形体の真横外側から溶接した例である。このような配置だと、溶融部に働く重力と凝固方向が垂直となるため、溶接部にポロシティなどの溶接欠陥が生じやすい。そのため、溶融部に働く重力と凝固方向が平行な場合と比べると、疲労強度が低下している。しかし、母材（330MPa）よりもやや低いものの、なお300MPa以上の高い値であった。

表 4

試験 番号	溶 接 条 件	肉厚(mm)*		最小肉厚／ 最大肉厚*	疲労強度 (MPa)	備 考
		位置*	最小 最大			
37	TIG 溶接 (Ar) 30パス	A	28.0 28.4	0.986	320	本発明 2, 7, 9, 12
38	電子ビーム溶接 1パス	A	28.2 28.6	0.986	340	本発明 2, 7, 9, 12
39	低圧電子ビーム溶接 1パス	A	28.1 28.6	0.983	340	本発明 2, 7, 9, 12
40	MIG 溶接 (Ar) 5パス	A	27.9 28.6	0.976	290	本発明 2, 7, 9, 12
41	キーホーブラズ 溶接 (Ar) 1パス + TIG 溶接 (Ar) 6パス	A	27.8 28.2	0.986	320	本発明 2, 8, 9, 12
42	キーホーブラズ 溶接 (Ar) 1パス + プラズマ溶接 (Ar) 3パス	A	28.0 28.4	0.986	320	本発明 2, 8, 9, 12
43	TIG 溶接 (He) 25パス	A	27.8 28.4	0.979	340	本発明 2, 7, 9, 11, 12
44	キーホーブラズ 溶接 (Ar) 1パス + TIG 溶接 (全体He) 4パス	A	27.8 28.2	0.986	340	本発明 2, 7, 9, 11, 12
45	キーホーブラズ 溶接 (Ar) 1パス + TIG 溶接 (トーフガス He) 4パス	A	28.0 28.5	0.982	340	本発明 2, 7, 9, 11, 12
46	キーホーブラズ 溶接 (Ar) 1パス + プラズマ溶接 (全体He) 2パス	A	27.9 28.4	0.982	340	本発明 2, 7, 9, 11, 12
47	キーホーブラズ 溶接 (Ar) 1パス + プラズマ溶接 (クロマトガス He) 2パス	A	28.2 28.6	0.986	340	本発明 2, 7, 9, 11, 12
48	キーホーブラズ 溶接 (Ar) 1パス + プラズマ溶接 (Ar) 3パス	B	27.9 28.5	0.979	350	本発明 2, 8, 10, 12
49	キーホーブラズ 溶接 (クロマトガス He) 1パス + プラズマ溶接 (Ar) 3パス	B	28.1 28.5	0.986	360	本発明 2, 8, 10, 11, 12
50	キーホーブラズ 溶接 (クロマトガス He) 1パス + プラズマ溶接 (全体He) 2パス	B	28.0 28.5	0.982	360	本発明 2, 8, 10, 11, 12
51	キーホーブラズ 溶接 (クロマトガス He) 1パス + プラズマ溶接 (全体He) 2パス	C	28.0 28.5	0.982	310	本発明 2, 8, 11, 12

* 溶接位置…A：突き合わされた板端部が上側になるよう管状の成形体を配置し、溶接を外側上部から行う

B：突き合わされた板端部が下側になるよう管状の成形体を配置し、溶接を内側上部から行う

C：突き合わされた板端部が真横になるよう管状の成形体を配置し、溶接を真横外側から行う

… 溶接部を除く

28mmの板厚で、長さ10mで、 β 変態点(965℃)以下の温度域で90%の圧下量の加工を受け、その後 β 変態点以下の750℃で焼鈍されたTi-6Al-4V ELI-0.1Ru板を、プレスベンディング法により冷間にて外径700mmの管状に成形し、突き合わされた板端部をキーホールプラズマ溶接法により溶接し、さらに溶接フィラー(共金)を使用したTIG溶接により6パスの肉盛りを行い、Ti-6Al-4V ELI-0.1Ru管を製造した。ここで、溶接はすべてアルゴンガスを使用し、突き合わされた板端部が上側になるよう管状成形体を配置し、全ての溶接を管状成形体の外側上部から行った。

また、開先加工は成形前に行い、ルートフェイスを18mm、その上部を45度(突き合わせ状態で90度)のY型開先とした。次に、この管に対し、表5に示す条件の熱処理を行い、母材と溶接金属の両方から、管の長さ方向と平行に、ゲージ長さ25mm、ゲージ部の直径6.25mmの丸棒引張試験片を採取し、引張試験を行い伸びを測定した。また、管の外面近傍の溶接金属から、平行部長さが30mmで8mmの直径の丸棒試験片を管の長さ方向と平行に切り出し、応力比マイナス1(引張-圧縮)の軸力疲労試験を行い、10の7乗回の繰返し数でも破断しない強度を疲労強度と定義し、疲労特性の評価を行った。

さらに、亀裂の伝播方向が長さ方向と平行となるように、1インチCT試験片を採取し、KIC試験を行い、破壊靱性値としてKQ値を測定した。なお、熱処理が複数の工程からなる場合、各熱処理の間および最終熱処理後に、熱処理が1工程のみからなる場合、熱処理後に、各々矯正を行った。

表5において、発明(6)の実施例のうち、母材、溶接金属ともに β 焼鈍組織である試験番号55~56, 58~73は、母材、溶接金属がいずれも、80MPa $\cdot\sqrt{m}$ 以上の高い破壊靱性値となっており、特に

高い破壊靱性が望まれる用途に対し有効なチタン合金管である。一方、試験番号52, 53, 54, 57は、溶接金属の破壊靱性値は高いものの、母材は、ミル焼鈍組織あるいは等軸組織であるため、破壊靱性値が低くなっており、特に高い破壊靱性が望まれる用途に対しては不向きである。

発明(6)の実施例のうち、試験番号56, 58, 60, 64, 66, 67, 69, 70, 73は、(13)記載の方法で製造した例である。これらはいずれも、8%以上の比較的高い伸びと、 $80\text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ 以上の高い破壊靱性値、 480MPa 以上の高い疲労強度を合わせ持っている。これは、発明(13)の効果が十分に達成されたからである。特に、試験番号69, 70, 73では高い延性(伸び)が得られているが、これは、途中の製造工程で蓄積された歪みが十分に解消されることによって達成されたものである。

一方、試験番号55は、母材、溶接金属ともに、伸びが5%の低い値となっている。これは、 β 変態点以上に加熱後、何ら熱処理を行っていないため、冷却中に残存した不安定組織を安定化することができず、また、冷却中の残留歪みが除去できなかったためである。

試験番号59は、母材、溶接金属とも比較的高い伸びと高破壊靱性が得られているが、疲労強度が極端に低くなっている。これは、 β 変態点以上の温度に加熱した後、本発明で規定された空冷以上の冷却速度で冷却しなかったため、疲労特性の劣る粗大粒界 α 相が生成し、疲労特性が低下してしまったものである。

試験番号61~62, 65は、母材、溶接金属ともにいずれも低い伸びしか得られなかった。これは、試験番号61は、 β 変態点以上への加熱冷却に引き続いて行った熱処理の保持時間が、発明(13)で規定された30分未満であったため、組織の安定化や残留歪みの除去が十分達成されなかったからであり、試験番号62は、同じく熱処理の温

度が、発明（13）で規定された 650℃よりも低かったため、拡散が不十分で組織の安定化が達成されなかったからであり、試験番号65は、同じく熱処理後の冷却速度が（13）で規定された空冷以下の冷却速度よりも速い冷却速度であったため、冷却中に再度歪みが蓄積したためである。また、試験番号63は、 β 変態点以上の温度への加熱冷却後の熱処理の温度が、（13）で規定された 850℃よりも高かったため、組織が粗大化し疲労強度が低くなってしまった。

さて、試験番号68, 71, 72, 73は、比較的高い伸び、高破壊靱性、高疲労強度のいずれもが、母材、溶接金属ともに達成されているが、3工程からなる熱処理を行ったにもかかわらず、2工程からなる熱処理しか行っていない、試験番号56とほとんど同じ特性あるいはこれよりも若干低い特性しか得られていない。その理由は、試験番号68は、3工程目の熱処理の温度が、（13）で規定された 450℃よりも低かったため、さらなる歪みの除去が達成されなかったからであり、試験番号71は、同じく3工程目の熱処理の温度が、（13）で規定された 650℃よりも高かったため、熱歪みにより、管が変形し、その後の矯正時に再度歪みが蓄積したためであり、試験番号72は、同じく3工程目の熱処理の時間が、（13）で規定された2時間よりも短かったためさらなる歪みの除去が十分に達成されなかったからであり、試験番号73は、同じく3工程目の熱処理後の冷却速度が、（13）で規定された空冷以下の冷却速度よりも速い冷却速度であったため、冷却中に再度歪みが蓄積したためである。

表 5

試験 番号	管 の 熱 処 理	母 材		接 合 部		備 考
		組 織	伸び (%)	破壊靱性 (MPa・√m)	疲労強度 (MPa)	
52	なし	ミル焼鈍	18.0	51.1	480	本発明5, 8, 9, 12
53	750°C-1 h/AC	ミル焼鈍	18.1	50.5	480	本発明5, 8, 9, 12
54	920°C-1 h/AC	等軸	17.5	52.0	480	本発明5, 8, 9, 12
55	990°C-15分/AC	β焼鈍 (微細)	5.4	80.3	500	本発明5, 8, 9, 12, 6
56	990°C-15分/AC+720°C-2 h/AC	β焼鈍 (微細)	10.3	92.2	500	本発明5, 8, 9, 12, 6, 13
57	930°C-15分/AC+720°C-2 h/AC	等軸	16.8	49.9	480	本発明5, 8, 9, 12
58	990°C-15分/AC+720°C-2 h/AC	β焼鈍 (微細)	10.6	82.0	500	本発明5, 8, 9, 12, 6, 13
59	990°C-15分/FC+720°C-2 h/AC	β焼鈍 (粗大)	8.3	105.2	420	本発明5, 8, 9, 12, 6
60	990°C-15分/AC+680°C-40分/AC	β焼鈍 (微細)	10.5	93.0	500	本発明5, 8, 9, 12, 6, 13
61	990°C-15分/AC+680°C-20分/AC	β焼鈍 (微細)	5.8	81.3	490	本発明5, 8, 9, 12, 6
62	990°C-15分/AC+630°C-2 h/AC	β焼鈍 (微細)	6.2	82.2	490	本発明5, 8, 9, 12, 6
63	990°C-15分/AC+880°C-1 h/AC	β焼鈍 (粗大)	6.3	83.3	430	本発明5, 8, 9, 12, 6
64	990°C-15分/AC+820°C-1 h/AC	β焼鈍 (微細)	10.7	83.5	490	本発明5, 8, 9, 12, 6, 13
65	990°C-15分/AC+720°C-2 h/WQ	β焼鈍 (微細)	5.9	90.0	490	本発明5, 8, 9, 12, 6
66	990°C-15分/AC+720°C-2 h/FC	β焼鈍 (微細)	10.7	90.3	490	本発明5, 8, 9, 12, 6, 13
67	990°C-15分/AC+720°C-2 h/AC+540°C-4 h/AC	β焼鈍 (微細)	12.2	93.4	500	本発明5, 8, 9, 12, 6, 13
68	990°C-15分/AC+720°C-2 h/AC+420°C-4 h/AC	β焼鈍 (微細)	10.5	88.3	500	本発明5, 8, 9, 12, 6
69	990°C-15分/AC+720°C-2 h/AC+480°C-4 h/AC	β焼鈍 (微細)	12.0	88.9	500	本発明5, 8, 9, 12, 6, 13
70	990°C-15分/AC+720°C-2 h/AC+620°C-2 h20分/AC	β焼鈍 (微細)	12.3	92.5	490	本発明5, 8, 9, 12, 6, 13
71	990°C-15分/AC+720°C-2 h/AC+680°C-2 h20分/AC	β焼鈍 (微細)	12.2	91.8	490	本発明5, 8, 9, 12, 6
72	990°C-15分/AC+720°C-2 h/AC+620°C-1 h30分/AC	β焼鈍 (微細)	10.0	90.8	500	本発明5, 8, 9, 12, 6
73	990°C-15分/AC+720°C-2 h/AC+540°C-4 h/WQ	β焼鈍 (微細)	9.2	82.4	490	本発明5, 8, 9, 12, 6
74	990°C-15分/AC+720°C-2 h/AC+540°C-4 h/FC	β焼鈍 (微細)	12.6	90.3	500	本発明5, 8, 9, 12, 6, 13

以上のように、発明（13）を適用することにより、破壊靱性に優れた β 焼鈍組織を有し、冷間成形、溶接等の各工程にて蓄積された歪みが解消され、粗大 α 相も抑制され、高疲労強度、高延性をも併せ持った $\alpha + \beta$ 型チタン合金管を製造することができる。これらチタン合金管の溶接部は、母材部とほぼ同じ組織となり、材質特性バラツキも抑制される。

産業上の利用可能性

以上説明したように、本発明を適用することにより、大幅なコスト増となる大量の切削加工を必要とせず、軽量高強度のチタン合金の特徴を十分に活かすことのできる、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管を提供できる。また、このようなチタン合金管を低コストで製造することができる。

請 求 の 範 囲

1. 外径 150mm以上、肉厚 6 mm以上で高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金からなる管において、管の長さ方向の溶接シーム部を 1 ヶ所有し、溶接部を除く部分の最小肉厚と最大肉厚の比が、0.95～0.99であることを特徴とする、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管。

2. 高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金が、重量％で、

Al : 2.5～3.5 %、V : 2.0～3.0 %

を含有し、残部がTiおよび不可避不純物からなることを特徴とする、請求項 1 に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管。

3. 高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金が、重量％で、

Pd, Ruの 1 種以上 : 総量で 0.01～0.5 %

をさらに含有することを特徴とする、請求項 2 に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管。

4. 高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金が、重量％で、

Al : 5.5～6.75%、V : 3.5～4.5 %

を含有し、残部がTiおよび不可避不純物からなることを特徴とする、請求項 1 に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管。

5. 高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金が、重量％で、

Pd, Ruの 1 種以上 : 総量で 0.01～0.5 %

をさらに含有することを特徴とする、請求項 4 に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管。

6. 管全体が、 β 焼鈍組織からなることを特徴とする、請求項 1 ないし 5 のいずれか 1 項に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管。

7. 外径 150mm以上、肉厚 6 mm以上で高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金からなる管において、管の長さ方向の溶接シーム部を 1 ヶ所有し、溶接部を除く部分の最小肉厚と最大肉厚の比が、0.95～0.99である

高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管を製造する方法であって、厚さ 6 mm 以上の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金板を、冷間にて U-O 法またはプレスベンディング法により管状に成形し、突き合わされた板端部を溶接することを特徴とする、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

8. 突き合わされた板端部をキーホールプラズマ溶接法により溶接することを特徴とする、請求項 7 に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

9. 突き合わされた板端部をキーホールプラズマ溶接法により溶接し、さらに溶接フィラーを使用したプラズマ溶接あるいは TIG 溶接により肉盛りを行うことを特徴とする、請求項 7 に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

10. 突き合わされた板端部が上側になるよう管状成形体を配置し、溶接を管状成形体の外側上部から行うことを特徴とする、請求項 7～9 のいずれか 1 項に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

11. 突き合わされた板端部が下側になるよう管状成形体を配置し、溶接を管状成形体の内側上部から行うことを特徴とする、請求項 7～9 のいずれか 1 項に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

12. 溶接に使用するパイロットガス、シールドガスの一部あるいは全部を、ヘリウムガスとすることを特徴とする、請求項 7～11 のいずれか 1 項に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

13. 厚さ 6 mm 以上の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金板が、 β 変態点以下の温度域で 50% 以上の圧下量の加工を受け、 β 変態点以下の温度域で焼鈍された高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金板であることを特徴とする、請求項 7～12 のいずれか 1 項に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合

金管の製造方法。

14. 請求項 7～13に記載の製造方法において、溶接後の管を、 β 変態点以上に加熱し空冷以上の冷却速度で冷却し、さらに 650℃～850℃に加熱し30分以上保持し空冷以下の冷却速度で冷却する熱処理を行うことを特徴とする、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

15. 請求項 7～13に記載の製造方法において、溶接後の管を、 β 変態点以上に加熱し空冷以上の冷却速度で冷却し、さらに、650℃～850℃に加熱し30分以上保持し空冷以下の冷却速度で冷却し、さらに、450～650℃に加熱し2時間以上保持し空冷以下の冷却速度で冷却する一連の熱処理を行うことを特徴とする、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

16. 高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金が、重量%で、
Al : 2.5～3.5 %、V : 2.0～3.0 %
を含有し、残部がTiおよび不可避不純物からなることを特徴とする、請求項 7 に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

17. 高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金が、重量%で、
Pd, Ruの1種以上：総量で0.01～0.5 %
をさらに含有することを特徴とする、請求項16に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

18. 高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金が、重量%で、
Al : 5.5～6.75%、V : 3.5～4.5 %
を含有し、残部がTiおよび不可避不純物からなることを特徴とする、請求項 7 に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。

19. 高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金が、重量%で、
Pd, Ruの1種以上：総量で0.01～0.5 %
をさらに含有することを特徴とする、請求項18に記載の高強度 $\alpha +$

β 型チタン合金管の製造方法。

20. 管全体が、 β 焼鈍組織からなることを特徴とする、請求項7
に記載の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金管の製造方法。



5

6

7

8

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP00/04423

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl.⁷ B23K 9/23, C22F 1/18, C22C 14/00

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl.⁷ B23K 9/23, C22F 1/18, C22C 14/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1926-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2000
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2000	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2000

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	EP, 466606, A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd), 15 January, 1992 (15.01.92), Claim 1 & JP, 4-74855, A Claim 1 & DE, 69113341, C	1-20
A	JP, 11-114684, A (NKK Corporation), 27 April, 1999 (27.04.99), Claim 1 (Family: none)	1-20
A	JP, 63-149077, A (Kobe Steel, Ltd.), 21 June, 1988 (21.06.88), Claim 1 (Family: none)	1-20

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
 "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
 "E" earlier document but published on or after the international filing date
 "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
 "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
 "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
 "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
 "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
 "&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
26 September, 2000 (26.09.00)

Date of mailing of the international search report
03 October, 2000 (03.10.00)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.



5

1

4

4

国際調査報告

国際出願番号 PCT/JPO0/04423

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ B23K 9/23, C22F 1/18, C22C 14/00

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ B23K 9/23, C22F 1/18, C22C 14/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1926-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2000年
日本国実用新案登録公報	1996-2000年
日本国登録実用新案公報	1994-2000年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	EP, 466606, A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd) 15. 01月. 1992 (15. 01. 92), 請求項1 & JP, 4-74855, A, 請求項1 & DE, 69113341, C	1-20
A	JP, 11-114684, A (日本鋼管株式会社) 27. 04月. 1999 (27. 04. 99), 請求項1, ファミリーなし	1-20
A	JP, 63-149077, A (株式会社神戸製鋼所) 21. 06月. 1988 (21. 06. 88), 請求項1, ファミリーなし	1-20

☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

26. 09. 00

国際調査報告の発送日

03.10.00

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

神崎 孝之

印

3P

9037

電話番号 03-3581-1101 内線 3364

THIS PAGE BLANK (USPTO)